Co含量对熔体快淬$Fe_{55-x}Co_xPt_{15}B_{30}$合金的组织结构与磁性能的影响

马殿国[1]　王英敏[1]　Yubuta Kunio[2]　李艳辉[1]　张　伟[1,2]

1 大连理工大学材料科学与工程学院辽宁省凝固控制与数字化制备技术重点实验室 大连 116024

2 *Institute for Materials Research, Tohoku University, Sendai 980-8577, Japan*

摘 要　研究了 Co 含量对熔体快淬 $Fe_{55-x}Co_xPt_{15}B_{30}$ (x = 0~45，原子分数，%)合金热处理前后的组织结构和磁性能。结果表明，添加 Co 可提高 $Fe_{55-x}Co_xPt_{15}B_{30}$ 合金的非晶形成能力，使 x = 15~45 的快淬合金形成非晶态。经适当热处理后，合金中形成了由有序面心四方结构的永磁(Fe, Co)-Pt($L1_0$)相和软磁$(Fe, Co)_2B$ 相及(Fe, Co)B 相组成的纳米复相组织，而显示出永磁性；添加 Co 合金的组织得到明显细化，x = 15~45 合金平均晶粒尺寸均约为 18 nm；其中 x = 15 合金具有最佳的永磁性能，磁能积达到 94.4 kJ/m^3。合金的矫顽力随 Co 含量的增加而增大，在 x = 30 时达到最大值 413.7 kA/m 后，随 Co 含量的进一步增加而减小。

关键词　非晶态合金，纳米复相永磁材料，$L1_0$-FePt 相，结晶化，磁性能

中图分类号　TG132.2　　　**文章编号**　0412-1961(2017)00-0000-00

Effect of Co Concentration on the Structure and Magnetic Properties of Melt-Spun $Fe_{55-x}Co_xPt_{15}B_{30}$ Alloy

MA Dianguo[1], WANG Yingmin[1], YUBUTA Kunio[2], LI Yanhui[1], ZHANG Wei[1, 2]

1 Key Laboratory of Solidification Control and Digital Preparation Technology (Liaoning Province), School of Materials Science and Engineering, Dalian University of Technology, Dalian 116024, China

2 Institute for Materials Research, Tohoku University, Sendai 980-8577, Japan

Correspondent: ZHANG Wei, professor, Tel: 0411 84706063, E-mail: wzhang@dlut.edu.cn

Supported by National Natural Science Foundation of China (Nos.51571047 and 51171034)

Manuscript received 2016-11-02, in revised form 2017-03-02

ABSTRACT Fe-Pt-B nanocomposite magnets have attracted much attention because of their excellent hard magnetic properties, in which the face-centered-tetragonal FePt ($L1_0$) phase ensures high coercivity ($_iH_c$) and the Fe_2B phase provides high magnetic saturation. A high $_iH_c$, however, is hard to reach at low Pt concentrations in these nanocomposite magnets. It is known that a high concentration of B favors formation of the $L1_0$ phase in the Fe-Pt-B alloys with low Pt concentration, but the annealed microstructure is usually coarse-grained due to their low amorphous-forming abilities, and the magnetic properties get deteriorated. Replacement of Fe with Co is expected to enhance the amorphous-forming ability of Fe-Pt-B alloys with low Pt and high B concentrations, and to improve their magnetic properties. In the present work, the structure and magnetic properties of as-quenched and annealed $Fe_{55-x}Co_xPt_{15}B_{30}$ (x = 0~45, atomic fraction, %) alloys have been investigated. Melt-spun ribbons

资助项目　国家自然科学基金项目 Nos. 51571047 和 51171034

收稿日期　2016-11-02　**定稿日期**　2017-03-02

作者简介　马殿国，男，1982 年生，博士生

通讯作者　张　伟，wzhang@dlut.edu.cn，主要从事非晶态合金、纳米材料和磁性材料的研究

DOI 10.11900/0412.1961.2016.00485

were prepared by melt spinning, followed by vacuum annealing at different temperatures. The structure of the samples were examined by XRD and TEM. The magnetic properties were measured by using a vibrating sample magnetometer (VSM). The results indicate that single amorphous phase is formed in the alloys with x = 15~45. After appropriate annealing, a nanocomposite structure consisting of $L1_0$ and (Fe, Co)$_2$B phases is obtained at x = 0 and 15, and an additional (Fe, Co)B phase gets formed at x = 30 and 45. A fine microstructure with mean grain size of ~18 nm has been obtained in the annealed alloys with x = 15~45. In these nanocomposite alloys, the best hard magnetic property with an energy product of 94.4 kJ/m^3 is reached at x = 15. It is also found that with increasing Co concentration, the $_iH_c$ gradually increases to a maximum value of 413.7 kA/m at x = 30, and then decreases at higher Co concentrations.

KEY WORDS amorphous alloy, nanocomposite magnet, $L1_0$-FePt phase, crystallization, magnetic property.

纳米复相永磁体是由纳米尺寸的软磁相和高磁晶各向异性的永磁相通过交换耦合作用而形成的高性能永磁材料，是当前磁性材料研究领域的热点之一[1-3]。近年，由稀土化合物永磁相，如 Nd(Pr)$_2$Fe$_{14}$B、Sm$_2$Fe$_{17}$N$_x$ 或 Sm$_2$Co$_{17}$ 永磁相和 α-Fe 或 Fe$_3$B 软磁相组成的纳米复相永磁合金被人们广泛研究[4-6]。Fe-Pt 合金中的有序面心四方 Fe-Pt（$L1_0$）相具有极高磁晶各向异性（6.6 MJ/m^3）[7]，且饱和磁感应强度大、化学性质稳定，被期待用于制作高性能磁记录介质、纳米复相永磁体等磁性材料[8]。Zhang 等[9-11]用熔体快淬法制备出了 Fe-Pt-B 非晶合金，并通过随后的热处理结晶化制备出了新型 $L1_0$/Fe$_2$B 纳米复相永磁体；具有足够大矫顽力（$_iH_c$）的 $L1_0$ 相和具有较高饱和磁感应强度的 Fe$_2$B 相间的强交换耦合作用使合金表现出优异的永磁性能。然而低 Pt 含量 Fe-Pt-B 合金难以获得高 $_iH_c$ 的纳米复相永磁体；虽然提高 B 含量能促进 $L1_0$ 相的析出而增大其 $_iH_c$ 值，但降低了 Fe-Pt-B 合金的非晶形成能力，其快淬合金的非晶相基体中含有面心立方结构的 Fe-Pt 相（fcc-FePt），使热处理后的纳米复相组织的微细、均匀化程度降低，难以获得高的永磁性能[11]。

相似元素置换是提高合金非晶形成能力的有效途径之一[12, 13]。预想用 Co 置换 Fe 可改善低 Pt、高 B 含量 Fe-Pt-B 合金的非晶形成能力，使其快淬合金形成单一非晶相；此外，由于 $L1_0$-CoPt 相也具有较高的磁晶各向异性（5 MJ/m^3），添加 Co 还能期待不降低其矫顽力。虽然也有添加少量 Co 对 Fe-Pt-B 合金组织结构和磁性能影响的报道[14, 15]，但并没有阐明 Co 影响合金磁性能的机理。本文研究了 Fe$_{55-x}$Co$_x$Pt$_{15}$B$_{30}$ (x = 0-45)合金熔体快淬及其热处理后的组织结构和磁性能，探讨合金成分、组织结构与磁性能的关联性。

1 实验方法

采用纯度高于 99.5 wt. %的 Fe、Co、Pt 和 B 原料按 Fe$_{55-x}$Co$_x$Pt$_{15}$B$_{30}$ (x = 0~45，原子分数，%)名义成分进行称重配料。用非自耗真空电弧炉在 Ar 气保护下制备母合金锭，每个合金锭反复熔炼 4 次以保证成分均匀。通过单辊甩带设备以 35 m/s 的辊轮表面线速度制备宽度约 1.2 mm、厚度约 0.02 mm 的条带样品。将快淬条带样品封入真空度在 2×10^{-3} Pa 以上的石英管后置于电阻炉内，在 783-883 K 温度区间以 20 K 的温度间隔经不同温度热处理 900 s 后，取出水淬。用 D8 Focus 型 X 射线衍射仪（XRD, Cu$K_α$)和 Topcon em-002B 型透射电子显微镜（TEM）表征样品的结构，测定合金中 $L1_0$ 相的晶格常数。使用 LakeShore-7404 型振动样品磁强计（VSM）在 1432 kA/m 最大外加磁场条件下测定合金的磁性能。

2 实验结果与讨论

图 1 为各合金快淬条带的 XRD 谱。Fe$_{55}$Pt$_{15}$B$_{30}$ 合金图谱显示在其漫散峰背底上有 fcc-FePt 相的衍射峰出现，表明该快淬合金形成了由非晶和 fcc-FePt 相组成的复相组织；而添加 Co 的合金均为非晶结构所特有的漫散峰，表明形成了单一的非晶态结构。以上结果说明用 Co 置换 Fe 可提高 Fe$_{55}$Pt$_{15}$B$_{30}$ 合金的非晶形成能力。Fe-Pt-B 三元合金中各构成元素的原子半径有较大的差异，添加 Co 进一步提高了其构成元素原子半径 R 的连续变化程度（R_{Pt} = 0.139 nm > R_{Fe} = 0.127 nm > R_{Co} = 0.125 nm > R_B = 0.098 nm）[16, 17]，这有利于形成高致密度的原子堆积结构，使合金的固液界面能以及过冷液体的黏度增大，抑制凝固过程中原子的运动，提高合金的非晶形成能力[18]。Fe-Pt-B 合金构成元素原子间混合焓为负值，Fe-Pt、Fe-B、Pt-B 的混合焓分别为-13、-26、-28 kJ/mol[19]；添加 Co 后形成了新的具有负混合焓的原子对（Fe-Co、Co-Pt 和 Co-B

的混合焓分别为-1、-7 和-24 kJ/mol）[19]，将增强合金原子间的化学亲和力，不仅能提高原子之间的堆垛密度，还可以进一步抑制原子的长程扩散和迁移，这也有利于提高合金的非晶形成能力[18-20]。此外，相似元素 Co 置换 Fe 可加剧过冷液态下结晶相中原子占位竞争的复杂化而阻碍冷却、凝固过程中结晶相的形成，提高其合金的非晶形成能力[21]。

图 2 为 $Fe_{40}Co_{15}Pt_{15}B_{30}$ 非晶合金在不同温度热处理 900 s 后的 XRD 谱。解析表明，经 783 K 热处理的合金在非晶基体析出了 fcc-(Fe, Co)Pt 相；在 803 K 时析出 $L1_0$ 和$(Fe, Co)_2B$ 相的同时，fcc-(Fe, Co)Pt 相的衍射峰强度增大。随热处理温度进一步升高，$L1_0$ 和$(Fe, Co)_2B$ 相的衍峰射强度逐渐增大，在 823 K 以上基本为 $L1_0$ 和$(Fe, Co)_2B$ 双相组织。其结晶化过程可表示为：非晶相 → 非晶相 + fcc-(Fe, Co)Pt → 非晶相 + fcc-(Fe, Co)Pt + $L1_0$ + $(Fe, Co)_2B$ 相 → 非晶相 + $L1_0$ + $(Fe, Co)_2B$ 相 → $L1_0$ + $(Fe, Co)_2B$ 相。

图 3 为 $Fe_{40}Co_{15}Pt_{15}B_{30}$ 合金经不同温度热处理后的退磁曲线。各曲线均具有良好的矩形度，显示出较好的永磁特性。随热处理温度升高，合金的剩磁（B_r）单调减小；$_iH_c$ 随热处理温度升高而逐渐增大，在 863 K 时达到最大值 310.6 kA/m 后，随热处理温度的进一步升高而略有减小。其中经 823 K 热处理的合金具有最佳的永磁特性，其 $_iH_c$、B_r、剩磁比(M_r/M_s，其中 M_r 和 M_s 分别为剩余磁化强度和饱和磁化强度)和最大磁能积（$(BH)_{max}$）分别为 275.9 kA/m、0.97 T、0.84 和 94.4 kJ/m^3。

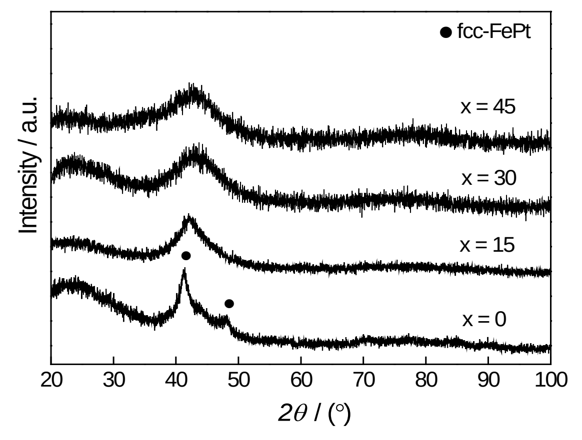


图 1 $Fe_{55-x}Co_xPt_{15}B_{30}$ 快淬条带的 XRD 谱

Fig. 1 XRD spectra of melt-spun $Fe_{55-x}Co_xPt_{15}B_{30}$ alloys ribbons

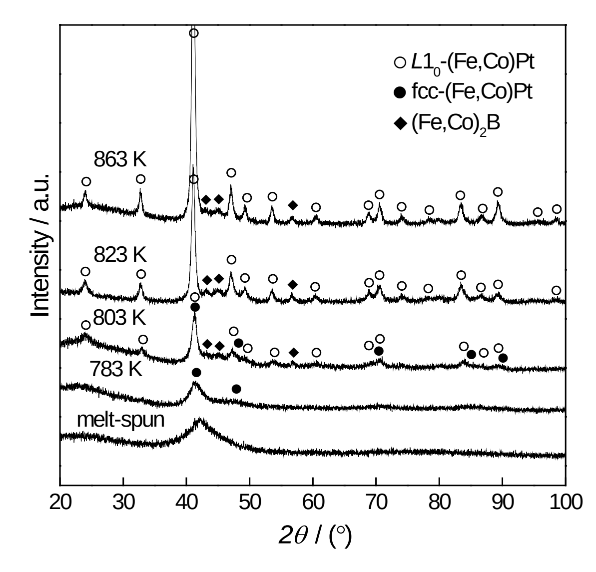


图 2 $Fe_{40}Co_{15}Pt_{15}B_{30}$ 非晶合金在不同温度热处理 900 s 后的 XRD 谱

Fig. 2 XRD spectra of the $Fe_{40}Co_{15}Pt_{15}B_{30}$ amorphous alloy annealed at different temperatures for 900 s

图 4 为 $Fe_{55-x}Co_xPt_{15}B_{30}$ 合金在 823 K 热处理后的 XRD 谱。x = 0 和 15 时合金主要由 $L1_0$ 和$(Fe, Co)_2B$

相组成；而 x = 30 和 45 时合金则由 $L1_0$、$(Fe, Co)_2B$ 和(Fe, Co)B 相组成。从图中还可以看出，随 Co 含量的增加，合金中 $L1_0$ 相的衍射峰位置（2θ）右移，意味着其晶格常数发生变化。根据衍射谱计算出的 $L1_0$ 相晶格常数 a、c 及其轴比 c/a 值列于表 1。可见，随 Co 含量的增加，a 和 c 值均单调减小；而 c/a 值则逐渐增大，在 x = 30 时达到最大值后，随 Co 含量的继续增加而减小。

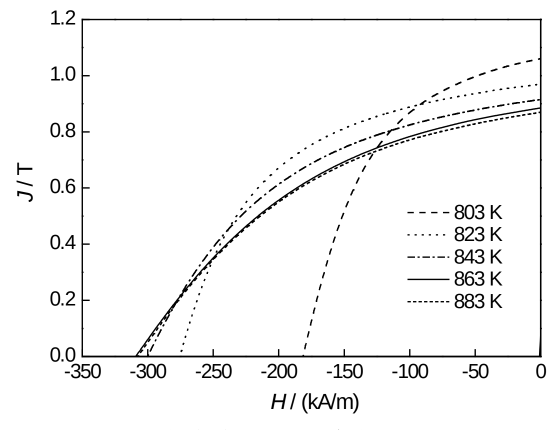


图 3 $Fe_{40}Co_{15}Pt_{15}B_{30}$ 合金在不同温度热处理 900 s 后的退磁曲线

Fig.3 Demagnetization curves of the $Fe_{40}Co_{15}Pt_{15}B_{30}$ alloy annealed at different temperatures for 900 s

(H—applied magnetic field, J—magnetic polarization)

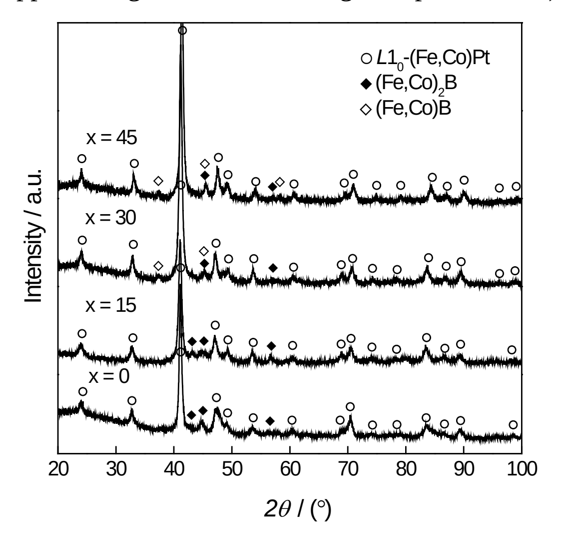


图 4 $Fe_{55-x}Co_xPt_{15}B_{30}$ 合金在 823 K 热处理 900 s 后的 XRD 谱

Fig.4 XRD spectra of the $Fe_{55-x}Co_xPt_{15}B_{30}$ alloys annealed at 823 K for 900 s

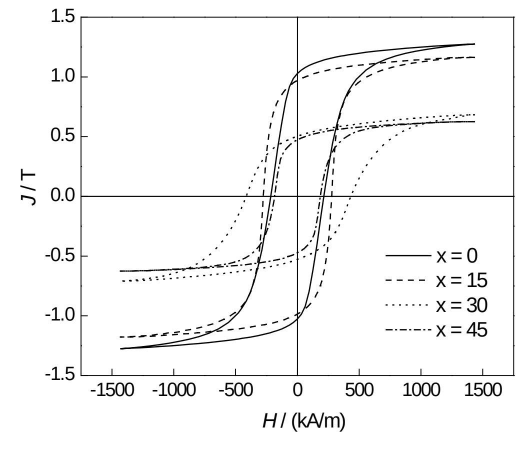


图 5 $Fe_{55-x}Co_xPt_{15}B_{30}$ 合金在 823 K 热处理 900 s 后的磁滞回线

Fig.5 Hysteresis loops of the $Fe_{55-x}Co_xPt_{15}B_{30}$ alloys annealed at 823 K for 900 s

各合金经 823 K 热处理后均呈现各向同性的永磁特性，其磁滞回线如图 5 所示，相应的磁性能数据列于表 1。虽然各合金均由 2 个以上的结晶相组成，但其磁滞回线连续平滑，呈现出单相永磁体的特征；高剩磁比（M_r/M_s ≥ 0.75）也表明合金中相邻的 $L1_0$ 永磁相和$(Fe, Co)_2B$ 及(Fe, Co)B 软磁相间存在较强的交换耦合作用，即纳米复相永磁体的特征。随 Co 含量的增加,合金的 B_r 单调减小；而 $_iH_c$ 随 Co 量的增加逐渐增大，在 x = 30 时达到最大值 413.7 kA/m 后，随 Co 含量的进一步增加而降低；x = 15 的合金具有最大的$(BH)_{max}$ 值 94.4 kJ/m^3。

图 6 为各合金经热处理后的 TEM 明场像和对应的选区电子衍射谱。选区衍射分析结果表明，各合金组织为各向同性；且 x = 0 和 15 合金由 $L1_0$ 和$(Fe, Co)_2B$ 相组成，而 x = 30 和 45 合金由 $L1_0$、$(Fe, Co)_2B$ 和(Fe, Co)B 相组成，与 XRD 相鉴定结果一致。明场像分析结果显示各合金均为组成相分布均匀的纳米复相组织，其中 x = 0 合金的平均晶粒尺寸约为 35 nm，而 x = 15~45 合金的平均晶粒尺寸均约为 18 nm。与 $Fe_{55}Pt_{15}B_{30}$ 合金相比，添加 Co 的合金具有更微细的纳米复相组织，这主要和它们热处理前的快淬组织结构有关。与添加 Co 的合金快淬组织为非晶态相比，快淬 $Fe_{55}Pt_{15}B_{30}$ 合金为非晶和 fcc-FePt 相的复相组织（图 1）。非晶基体中已存在的 fcc-FePt 相或晶核在热处理过程中容易长大，而使后续由 fcc-FePt 相转变成 $L1_0$ 相的纳米晶粒尺寸粗大化，导致最终形成的纳米复相组织的微细化程度不高。这也是 $Fe_{40}Co_{15}Pt_{15}B_{30}$ 合金获得较高 $(BH)_{max}$ 值的原因，即微细、均匀的纳米复相组织不仅容易达到发生交换耦合效应的临界尺寸，还可在软磁相体积分数占较大比例的情况下实现交换耦合，从而增强纳米永磁 $L1_0$ 相和软磁$(Fe, Co)_2B$ 相间的交换耦合作用的结果。但当 Co 含量超过 15% (原子分数)后，合金的$(BH)_{max}$ 值急剧降低，这是由于添加过量的 Co 降低各磁性相的饱和磁感应强度，特别是形成了饱和磁感应强度远低于 Fe_2B 的 FeB 软磁相[22-24]，致使合金 B_r 值显著下降的结果。

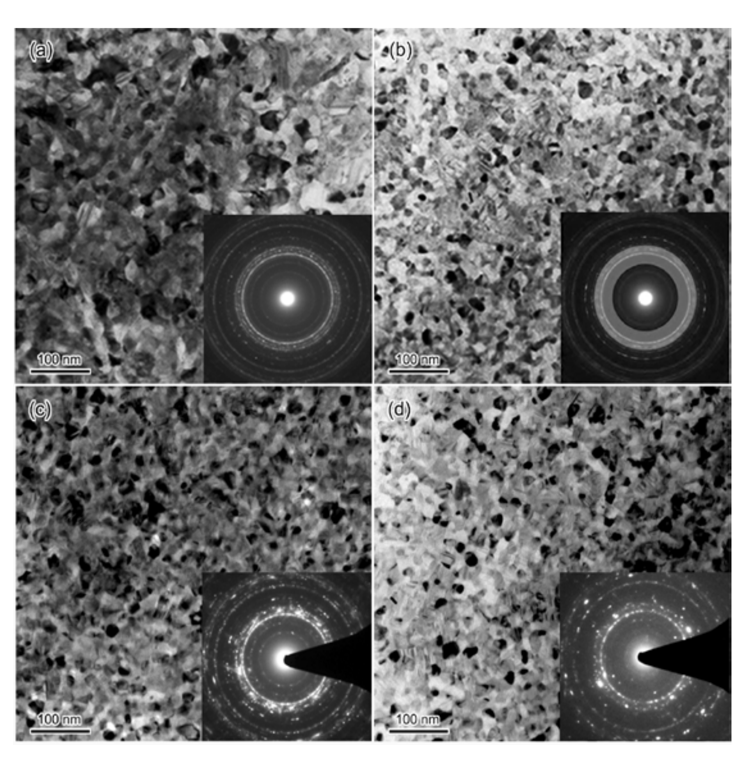


图 6 $Fe_{55-x}Co_xPt_{15}B_{30}$ 在 823 K 热处理 900 s 后的 TEM 明场像和选区电子衍射谱

Fig. 6 Bright-field TEM images and selected area electron diffraction patterns (insets) of the $Fe_{55-x}Co_xPt_{15}B_{30}$ alloys annealed at 823 K for 900 s

(a) x = 0, (b) x = 15, (c) x =30, (d) x = 45

表 1 $Fe_{55-x}Co_xPt_{15}B_{30}$ 合金经 823 K 热处理 900 s 后 $L1_0$ 相的晶格常数与磁性能

Table 1 The lattice constants of $L1_0$ phase and the magnetic properties of the $Fe_{55-x}Co_xPt_{15}B_{30}$ alloys annealed at 823 K for 900 s

Alloy	Lattice constant of $L1_0$			Magnetic properties			
	a / nm	c / nm	c/a	$_iH_c$ / kA/m	B_r / T	M_r/M_s	$(BH)_{max}$ / kJ/m^3
x = 0	0.3859	0.3699	0.9585	225.1	1.02	0.81	64.7
x = 15	0.3851	0.3693	0.9589	275.9	0.97	0.84	94.4
x = 30	0.3843	0.3690	0.9604	413.7	0.50	0.75	33.5
x = 45	0.3839	0.3681	0.9588	184.8	0.47	0.75	27.7

Note: a, b—lattice constants, c/a—c/a ratio, $_iH_c$—coercivity, B_r—remanence, M_r/M_s—reduced remanence, $(BH)_{max}$—maximum energy product

$Fe_{55-x}Co_xPt_{15}B_{30}$ 系列合金中的 $_iH_c$ 值与 $L1_0$ 相的 c/a 值有较好的对应关系（表 1）。$L1_0$ 相高的磁晶各向异性是由 Pt 原子的自旋极化耦合和 Fe-Pt 原子间的 d 电子轨道杂化引起的[25, 26]。在能带理论中，增大 $L1_0$ 相的 c/a 值将促进相应能带在费米能附近的劈裂，增强 d 电子的轨道杂化作用，从而提高其磁晶各向异性[26]，即 $L1_0$ 相的磁晶各向异性常数（K_μ）与其 c/a 值的大小有关；且当 c/a 值大于 0.8 时 K_μ 随 c/a 的增加而单调增大[26,27]。纳米复相永磁材料的 $_iH_c$ 值主要取决于其永磁相的体积分数和磁晶各向异性的大小。由于各合金的 Pt 含量一定，可推测其复相组织中 $L1_0$ 相体积分数变化不大，因此合金 $_iH_c$ 值的变化主要与 $L1_0$ 相的磁晶各向异性常数即 c/a 值的大小有关。

3 结论

用熔体快淬法制备了 $Fe_{55-x}Co_xPt_{15}B_{30}$（$x$=0~45）合金条带，研究了 Co 含量对合金组织结构及其磁性能的影响。x=0 合金快淬组织为非晶和 fcc-FePt 相组成的复相组织，添加 Co 可提高其非晶形成能力，使 x=15~45 合金的快淬条带形成了单一非晶态。经 823 K 热处理 900 s 后，x=0、15 和 x=30、45 的合金分别形成由 $L1_0$ 与$(Fe, Co)_2B$ 相和 $L1_0$、$(Fe, Co)_2B$ 与(Fe, Co)B 相组成的纳米复相组织，显示出永磁特性；添加 Co 后合金的组织明显细化，与 x = 0 合金的平均晶粒尺寸约为 35 nm 相比，x=15~45 合金的平均晶粒尺寸约为 18 nm，其中 x=15 合金具有最大的$(BH)_{max}$ 值 94.4 kJ/m^3。随 Co 含量的增加，合金的 $_iH_c$ 值逐渐增大，在 x=30 时达到最大值 413.7 kA/m 后，随 Co 含量的继续增加而减小。这主要是由于添加 Co 使 $L1_0$ 相的 c/a 值发生变化而导致其磁晶各向异性变化的结果。

参考文献

[1] Kneller E F, Hawig R. The exchange-spring magnet: A new material principle for permanent magnets [J]. IEEE Trans. Magn., 1991, 27 (4): 3588

[2] Skomski R, Coey J M D. Nucleation field and energy product of aligned two-phase magnets-progress towards the 1 MJ/m^3 magnet [J]. IEEE Trans. Magn., 1993, 29 (6): 2860

[3] Skomski R. Aligned two-phase magnets: Permanent magnetism of the future? (invited) [J]. J. Appl. Phys., 1994, 76 (10): 7059

[4] Coehoorn R, de Mooij D B, de Waard C. Meltspun permanent magnet materials containing Fe_3B as the main phase [J]. J. Magn. Magn. Mater., 1989, 80: 101

[5] Ding J, Liu Y, Street R, McCormick P G. High magnetic performance in isotropic α-Fe+$Sm_2Fe_{17}N_x$ [J]. J. Appl. Phys., 1994, 75 (2): 1032

[6] Goll D, Seeger M, Kronmuller H. Magnetic and microstructural properties of nanocrystalline exchange coupled PrFeB permanent magnets [J]. J. Magn. Magn. Mater., 1998, 185: 49

[7] Watanabe K, Masumoto H. On the high energy product Fe-Pt permanent magnet alloys [J]. Trans. Jpn. Inst. Met.,

1983, 24 (9): 627
[8] Cebollada A, Weller D, Sticht J, et al. Enhanced magneto-optical Kerr effect in spontaneously ordered FePt alloys: Quantitative agreement between theory and experiment [J]. Phys. Rev. B, 1994, 50 (5): 3419
[9] Zhang W, Louzguine D V, Inoue A. Synthesis and magnetic properties of Fe-Pt-B nanocomposite permanent magnets with low Pt concentrations [J]. Appl. Phys. Lett., 2004, 85 (10): 4998
[10] Chang C W , Chang H W, Chiu C H, et al. Fe–B/FePt-type nanocomposite ribbons with high permanent magnetic properties [J]. J. Magn. Magn. Mater., 2005, 292: 120
[11] Zhang W, Ma D G, Li Y H, et al. Structure and magnetic properties of melt-spun Fe-Pt-B alloys with high B concentrations [J]. J. Alloys Compd., 2014, 615: S252
[12] Zhang B W, Xie H W. Effect of alloying elements on the amorphous formation and corrosion resistance of electroless Ni-P based alloys [J]. Mater. Sci. Eng. A, 2000, 281: 286
[13] Xu K, Ling H B, Li Q, et al. Effects of Co substitution for Fe on the glass forming ability and properties of $Fe_{80}P_{13}C_7$ bulk metallic glasses [J]. Intermetallics, 2014, 51: 53
[14] Inoue A, Zhang W. Nanocrystalline Fe-Pt-B base hard magnets with high coercive force obtained from amorphous precursor [J]. J. Appl. Phys., 2005, 97: 10H308
[15] Chang C W, Chang H W, Hsieh C C, et al. Effect of B content on the magnetic properties, phase evolution, and aftereffect of nanocrystalline FeCoPtB ribbons [J]. J. Appl. Phys., 2009, 105: 07A746
[16] Egami T, Waseda Y. Atomic size effect on the formability of metallic glasses [J]. J. Non-Cryst. Solids, 1984, 64: 113
[17] Senkov O N, Miracleb D B. Effect of the atomic size distribution on glass forming ability of amorphous metallic alloys [J]. Mater. Res. Bull, 2001, 36: 2183
[18] Inoue A. Stabilization of metallic supercooled liquid and bulk amorphous alloys [J]. Acta Mater., 2000, 48 (1): 279
[19] Takeuchi A, Inoue A. Calculations of mixing enthalpy and mismatch entropy for ternary amorphous alloys [J]. Mater. Trans., 2000, 41 (11): 1372
[20] Takeuchi A, Inoue A. Classification of bulk metallic glasses by atomic size difference, heat of mixing and period of constituent elements and its application to characterization of the main alloying element [J]. Mater. Trans., 2005, 46 (12): 2817
[21] Zhang T, Li R, Pang S J. Effect of similar elements on improving glass-forming ability of La-Ce-based alloys [J]. J. Alloys Compd., 2009, 483 (1-2): 60
[22] Brown P J, Cox J L. Charge and spin density distributions in the ferromagnetic alloy Fe_2B [J]. Philos. Mag., 1971, 23 (183): 705
[23] Perkins R S, Brown P J. Charge and spin density in the iron borides [J]. J. Phys. F: Met. phys., 1974, 4: 906
[24] Ching W Y, Xu Y N, Harmon B N, et al. Electronic structures of FeB, Fe_2B, and Fe_3B compounds studied using first-principles spin-polarized calculations [J]. Phys. Rev. B, 1990, 42 (7): 4460
[25] Ravindran P, Kjekshus A, Fjellvåg H, et al. Large magnetocrystalline anisotropy in bilayer transition metal phases from first-principles full-potential calculations [J]. Phys. Rev. B, 2001, 63 (14): 144409
[26] Sakuma A. First principle calculation of the magnetocrystalline anisotropy energy of FePt and CoPt ordered alloys [J]. J. Phys. Soc. Jpn., 1994, 63 (8): 3053
[27] Meyer G, Thiele J U. Effective electron-density dependence of the magnetocrystalline anisotropy in highly chemically ordered pseudobinary $(Fe_{1-x}Mn_x)_{50}Pt_{50}$ $L1_0$ alloys [J]. Phys. Rev. B, 2006, 73 (21): 214438